

ROLLING MEMBER AND ITS PRODUCTION**Publication number:** JP11222627 (A)**Publication date:** 1999-08-17**Inventor(s):** TAKAYAMA TAKEMORI; NAKAO TSUTOMU +**Applicant(s):** KOMATSU MFG CO LTD +**Classification:**

- international: C23C8/22; C21D9/32; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/54;
 C23C8/00; C23C8/26; C23C8/32; C23C8/80; C21D1/78;
 C21D9/36; C23C8/08; C21D9/32; C22C38/00; C22C38/06;
 C22C38/54; C23C8/00; C23C8/06; C23C8/24; C23C8/80;
 C21D1/78; C21D9/36; (IPC1-7): C22C38/00; C22C38/06;
 C22C38/54; C21D9/32; C23C8/22; C23C8/26; C23C8/32

- European: C21D9/32; C23C8/00; C23C8/80

Application number: JP19980033774 19980130**Priority number(s):** JP19980033774 19980130**Also published as:**

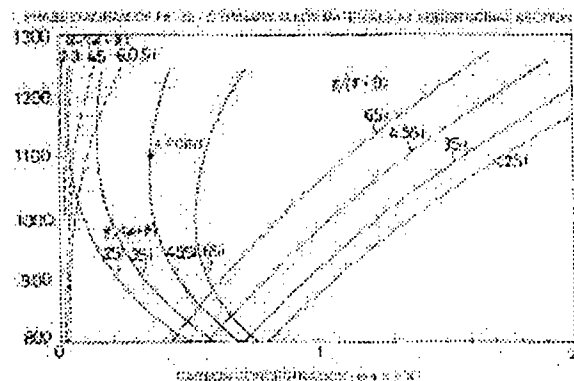
JP4100751 (B2)

US6309475 (B1)

Abstract of JP 11222627 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To reduce the deformation resistance in the plastic working when producing a shape stock in which a gear having high strength or the like is easily by a plastic working method and furthermore to stably execute plastic working at a lower temp. with high precision.

SOLUTION: In an alloy steel substantially consisting of an iron series, a steel contg. at least, by weight, 1.5 to 4.5% Si, furthermore contg. $\leq 0.35\%$ C, and the balance substantially Fe with inevitable impurities is used and is subjected to one or more kinds of heat treatment among carburizing, carbonitriding and nitriding and quenching treatment, by which the surface layer has a structure essentially consisting of martensite and residual austenite and contg. no α Fe phases, and the inside has a structure cooled from the (α + γ) Fe phase two phase region.

Data supplied from the **espacenet** database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-222627

(43) 公開日 平成11年(1999) 8月17日

(51) Int.Cl. ⁵	識別記号	F I
C 2 1 D 9/32		C 2 1 D 9/32 A
C 2 3 C 8/22		C 2 3 C 8/22
8/26		8/26
8/32		8/32
// C 2 2 C 38/00	3 0 2	C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z
審査請求 未請求 請求項の数11 F D (全 19 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願平10-33774

(22) 出願日 平成10年(1998) 1月30日

(71) 出願人 000001236

株式会社小松製作所

東京都港区赤坂二丁目3番6号

(72) 発明者 高山 武盛

大阪府枚方市上野3-1-1 株式会社小

松製作所生産技術研究所内

(72) 発明者 中尾 力

大阪府枚方市上野3-1-1 株式会社小

松製作所生産技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 井上 勉

(54) 【発明の名称】 転動部材とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 高強度な歯車等を塑性加工法を用いて簡便に歯出した素形材を製造する際に、塑性加工時の変形抵抗の低減を図るとともに、より低温での塑性加工が安定して精度良く実施できるようにする。

【解決手段】 実質的に鉄系からなる合金鋼であって、少なくともSiを1.5～4.5重量%含有するとともに、Cを0.35重量%以下含有してなり、残部が実質的にFeおよび不可避不純物からなる鋼材を用いて、浸炭、浸炭浸窒、浸窒のうちの1種以上の熱処理と焼き入れ処理とを施すことによって、表面層が α Fe相を含まないマルテンサイトと残留オーステナイトを主体とする組織、内部が $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域から冷却された組織を有する転動部材を得る。

(2)

特開平11-222627

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 実質的に鉄系からなる合金鋼であって、

(1) α Fe相領域または($\alpha + \gamma$)Fe相二相領域の加熱温度範囲を、少なくとも800℃以上1300℃以下に広く取れるようにして、ほぼ目的の形状に素形材を塑性加工する際の変形抵抗を少なくできるようにすること、(2) 転動部品の強度を高めるために実施する浸炭および/または浸炭浸窒時において、カーボンポテンシャルが1.2重量%以上の条件であっても、粗大セメントが転動表面に析出しないようにすること、の両目的を達成するため、少なくともSiとAl添加総量を1.0~4.5重量%含有するとともに、Cを0.35重量%以下含有してなり、残部が実質的にFeおよび不可避不純物からなる鋼材を用いて、浸炭、浸炭浸窒、浸窒のうちの1種以上の熱処理と焼き入れ処理とを施すことによって、表面層が α Fe相を含まないマルテンサイトと残留オーステナイトを主体とする組織、内部が($\alpha + \gamma$)Fe相二相領域から冷却された組織を有する転動部材を得ることを特徴とする転動部材の製造方法。

【請求項2】 前記Siと同様に($\alpha + \gamma$)Fe相二相領域を拡大するAlを0.1~1.5重量%の範囲で、かつSi+Alの添加総量が4.5重量%を越えないように含有させて、さらに変形抵抗の少ない温度、組成範囲を広げるとともに、浸炭浸窒法および/または浸窒法によって転動部品の表面層に拡散浸透させた窒素とAlとから平均粒径が0.5 μ m以下のAlNを0.4~6.0体積%微細に分散析出させることによって耐面圧強度を高めることを特徴とする請求項1に記載の転動部材の製造方法。

【請求項3】 前記鋼材成分においてSi、Alと同様に($\alpha + \gamma$)Fe相二相領域を拡大するCrを0.3~1.5重量%の範囲で添加し、焼入れ性の保証と黒鉛粒子の析出防止とを図るとともに、浸炭、浸炭浸窒、浸窒のうちの1種以上の熱処理によって、表面層に拡散浸透させた炭素および/または窒素とCrとから平均粒径が1 μ m以下の微細なCr炭化物、Cr窒化物および/またはCr炭窒化物を最大で35体積%分散析出させることによって耐面圧強度を高めることを特徴とする請求項1または2に記載の転動部材の製造方法。

【請求項4】 前記浸炭、浸炭浸窒、浸窒処理等によって、Al、Crを主体とする炭化物、窒化物、炭窒化物を微細に分散析出させるとともに、表面の窒素濃度を0.4重量%以上に高めることによって20~70体積%の残留オーステナイトを生成させることを特徴とする請求項2または3に記載の転動部材の製造方法。

【請求項5】 前記鋼材成分においてSi、Alと同様に($\alpha + \gamma$)Fe相二相領域を拡大するとともに、前記Cr炭化物の微細化を図るためにVを2重量%以下の範囲で添加することを特徴とする請求項2~4のうちのいずれかに記載の転動部材の製造方法。

2

【請求項6】 前記微細な析出物を分散させた表面層

に、再加熱焼入れ、再浸炭焼入れ、再浸炭浸窒焼入れまたは再浸窒焼入れを施し、旧オーステナイト結晶粒径をASTM番号9以上に微細化するとともに、焼き入れることによって生成される針状マルテンサイト葉を平均の葉幅が1 μ m以下でそのマルテンサイト葉の直線形状を顕著に不規則化することを特徴とする請求項4または5に記載の転動部材の製造方法。

【請求項7】 前記鋼材成分において焼入れ性を保証するために、0.1~3.0重量%の各Mn、Ni、Cu、0.01~1.0重量%のMoおよび/または従来の範囲内でのBのうちの1種以上を添加し、かつMn、Ni、Cuの添加総量を3重量%以下に調整することを特徴とする請求項2~6のうちのいずれかに記載の転動部材の製造方法。

【請求項8】 前記の浸炭および/または浸炭浸窒によって炭素を拡散浸透させる表面からの距離は、歯車においてはモジュールMの0.15倍mm以上とすることを特徴とする請求項2~7のうちのいずれかに記載の転動部材の製造方法。

【請求項9】 前記の浸炭浸窒および/または浸窒によって窒素を拡散浸透させて前記窒化物を分散析出させる表面からの距離が50 μ m以上であること特徴とする請求項2~7のうちのいずれかに記載の転動部材の製造方法。

【請求項10】 前記($\alpha + \gamma$)Fe相二相領域の加熱温度範囲を広く取れるようにして、ほぼ目的の形状に素形材を塑性加工する際の変形抵抗が少なくなるように、鍛造温度における α Fe相が25体積%以上であることを特徴とする請求項1に記載の転動部材の製造方法。

【請求項11】 請求項1~10のうちのいずれかに記載の製造方法によって得られることを特徴とする転動部材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、塑性加工性に優れ、さらに浸炭、浸炭浸窒などの表面熱処理を施して高強度な歯車などの転動部材を生産するための転動部材の製造方法と、この製造方法により得られる転動部材に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車や建設機械に使われる歯車などにおいては、加工時間の低減によるコスト改善と、動力伝達装置のコンパクト化のための耐面圧強度の向上が従来以上に要求されてきている。このうち加工時間の低減という観点からは、従来の熱間鍛造で素材ブランクを製造する場合には素材の寸法精度が悪く、機械加工による切削量が多いという問題を改善するために、冷間鍛造による高精度鍛造化が多く検討されている。また、耐面圧強度の向上という観点からは、鋼の焼戻し軟化抵抗

(3)

特開平11-222627

3

4

性の向上としてMo元素の積極的な添加や浸炭、浸炭浸窒熱処理後に焼き入れし、ショットピーニングを施して、積極的に表面層の硬度を高めるとともに、顕著な圧縮残留応力を付与する方法についても多く検討されている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】歯車の歯出しを熱間鍛造で実施する場合においては、1200～1300℃に加熱した γ 相（オーステナイト相）の鋼を室温の鍛造金型に据え込む際、加熱素材は急激に冷却されるため、急激な変形抵抗の増大が起り、精密な歯形の成形をする際に金型に対して顕著な応力を発生させることや金型の顕著な摩耗を引き起こすため、金型自身には歯車形状に十分なR部を持たせることが必要となることや、金型との接触による冷却を抑制するために金型温度を顕著に高めることなどにより歯車の精密な鍛造ブランクを生産することが困難である。なお、鍛造速度を高め、鍛造素材の剪断発熱によって素材ブランクの冷却を防止することも考えられているが、これは一方では変形抵抗を更に高めることに繋がるため、前述の金型R部をより大きくする必要があり、より精密な鍛造をめざすには問題がある。また、よりコンパクトな歯車においては特に歯形が小さくなり、より冷却されやすくなるため、上述のような問題点がより顕在化される。

【0004】更に、熱間鍛造素材を冷間鍛造することによって精度の良い歯車の歯出しを実施することも試みられているが、2度工程になることによる顕著なコストアップに繋がるという問題点がある。

【0005】また、上述の熱間鍛造では歯車素材が一旦1200～1300℃に加熱されるため、オーステナイト相の結晶粒が非常に粗大化するとともに、鍛造素材は急速冷却部とそうでない部位での変形抵抗の差異が大きくなり、加工歪みが不均質に残りやすくなるために、あとの機械加工、浸炭熱処理後における歯車の歪みをできるだけ防止するために、多くは機械加工前に、冷却焼準等による整粒化、歪み除去が実施されており、コストアップとなっている。

【0006】また、上述の観点から熱間鍛造温度よりも低温の850～1000℃温度に素材を加熱して、鍛造途中で鋼が $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相組織域にある時点で α 相の助けを借りて変形抵抗を下げて精度良く素早く鍛造する温間鍛造法も試みられているが、 γ 相結晶粒界から α 相が析出する段階で強加工が施されることから、素材内部には多くの場合において粒界剥離が発生して、素材が脆化するような危険性が存在している。

【0007】なお、近年の歯車減速機や変速機では、高出力化や軽量化コンパクト化に対する動向として、特に歯車では耐面圧強度に優れた特性の改善が望まれている。一般的には、歯車は上述のように機械加工後に浸炭、浸炭浸窒等の表面熱処理を施して、表面層を硬化さ

せて使用されており、高い接触面圧（ヘルツ面圧）に耐えるように設計されているが、通常これらの熱処理が長時間に及び、歯車などではコストが高くなり問題となっている。とりわけ、建設機械の歯車減速機等においては、大モジュールなものが多く、通常のRXガス浸炭では2、3日に及ぶことも珍しくなく、例えば浸炭温度の高温化が種々検討されている。しかし、RXガス浸炭温度の高温化を図るためには、CO/CO₂ガス平衡で浸炭時の炭素ポテンシャルの制御が非常に困難になるため、例えば高い炭素ポテンシャルでの浸炭期においては歯車材表面に粗大なセメンタイトが析出し、歯車強度を劣化させる問題があることや、またこれらのセメンタイトの析出を防止する観点からさらに浸炭期と同等かそれ以上の長時間の拡散期を設けて表面炭素濃度の適正化を図っているが、上述と同じように炭素ポテンシャルの精度の良い制御が困難なことから問題となっている。

【0008】更に、前述の動向からは、より高い接触面圧に耐える歯車などを製造するために、最近では使用する鋼材に焼き入れ後の表面硬化層の焼き戻し軟化抵抗性を高めるMo、Vや結晶粒の微細化を図るためのNb、Ti等を添加することが合金設計的に試みられており、さらには表面硬化層をより硬化させるために、強力なショットピーニングを施工しているが、必ずしも十分な効果を上げていない。

【0009】また、V、Nb、Ti等のオーステナイトにおいて微細な特殊炭化物を形成する元素を歯車強化の観点から積極的に添加することは、高温におけるオーステナイトの変形抵抗を顕著に高めることになり、必ずしも前述の塑性加工性を考慮した合金設計がなされていないことも問題である。

【0010】本発明は、前述のような問題点に鑑みてなされたもので、高強度な歯車等を機械加工に代わって塑性加工方法を用いて簡便に歯出した素形材を製造する際において、塑性加工時の変形抵抗の低減を図るとともに、より低温での塑性加工が安定して精度良く実施できるための鋼材および転動部材を提供し、この鋼材に浸炭、浸炭浸窒などの表面熱処理を施して、耐面圧強度に優れた歯車などの転動部材を製造する方法を提供することを目的とするものである。

【0011】

【課題を解決するための手段および作用・効果】熱間鍛造時の前述の問題点を解決するために、本発明では、800～1300℃の温度範囲、少なくとも850～1200℃の温度範囲において鍛造前の加熱状態の組織が α Fe相および/または $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域が安定して存在し、鍛造時においても少なくとも $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域での α 相が25体積%以上になるように合金成分を調整した鋼材を用いて、低い変形抵抗で塑性加工され、かつ鍛造中での金型との接触による冷却が起こっても広い温度範囲において $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域

(4)

特開平11-222627

5

6

を安定化させることによって変形抵抗の増大を防止し、これによって塑性加工性を改善したものである。

【0012】前述のように、850～1200℃の温度範囲において鍛造前の加熱状態の組織が α Fe相および/または $(\alpha+\gamma)$ Fe相二相領域であるように安定化させるための合金成分の調整は α 相安定化元素であるSiとAlの添加総量を1.0～4.5重量%、Alを0.1～1.5重量%として、さらに炭素(γ 相安定化元素)を0.35重量%以下の範囲内で調整することによって実施した。

【0013】なお、従来の γ Fe相の結晶粒の成長が抑制できる最高の温度1000℃以上の1100～1300℃に加熱したときの $(\alpha+\gamma)$ Fe相二相領域での結晶粒は、従来のオーステナイト単相鋼の結晶粒に比べて極めて成長が抑制され、従来の鍛造加熱時における結晶粒の粗大化、さらには後述の浸炭の高温化における結晶粒の粗大化に関する問題を解決した。

【0014】更に、前述の従来の温間鍛造時に発生する脆性問題は、鍛造初期の状態を $(\alpha+\gamma)$ Fe相二相領域に設定することによって、また鍛造時の α 相の量を25体積%以上に調整することによって、 γ 相粒界での変形や応力の集中を回避し、この結果粒界剥離する脆性問題を解決した。また、鍛造後に機械加工して、浸炭および/または浸炭浸窒熱処理後焼き入れした時の焼き入れ歪みは表面硬化層以下の多くの内部組織が α 相からなることによって大きく低減でき、歯車の高精度化を図った。

【0015】浸炭コストの改善のために、従来と同様に浸炭の高温化が最も効果的であり、本発明では例えば炭素ポテンシャルがAcm濃度においても浸炭、浸炭浸窒によって、鋼表面部に粗大なセメンタイトが析出しないように、鋼材成分中のSi+Alの添加総量を1.0重量%以上となるように調整して解決した。さらに、高温でのこの浸炭温度から直接的に浸炭層中に粗大な粒界セメンタイトが析出しない速さで冷却し、浸炭温度以下での再加熱処理を施して微細なセメンタイトを分散析出させることとオーステナイト結晶粒の微細化を図ることによって、面圧強度を高める技術を確立し、これによって浸炭における拡散期が省略できるようにし、大幅な浸炭コストの低減を図った。なお、高温浸炭温度からの直接的な冷却は、ほぼガス冷却が歯車の熱歪みを低減するのに好ましいが、本発明では浸炭層内部の組織が前述の通りに $(\alpha+\gamma)$ Fe相二相からなるようにしていることで好ましい合金設計となっている。

【0016】なお、より顕著な耐摩耗性と面圧強度を必要とする部材においてはCrを適切に添加することによって、高温浸炭時に微細なCr7C3を多量に分散析出することが効果的である場合があるが、通常の高Cr合金に浸炭した場合には浸炭層最表面層を除いてはCr7C3炭化物が微細に析出するが、浸炭層最表面部においては

粗大なセメンタイトが高濃度で析出し、顕著に脆化する問題がある。これに対して、本発明では前述のようにSi、Si+Alの量を1.5重量%以上に高めることによって粗大セメンタイトの析出を防止している。なお、好ましくは前述の $(\alpha+\gamma)$ Fe相二相領域の安定範囲との関係からSi、Si+Alの濃度は2.5重量%以上が良い。また、Cr添加量は耐摩耗性との関係から検討されるが、通用の硬質分散相比率は35体積%以上では脆化傾向が強くなることから、本発明でも15重量%Crを上限とした。

【0017】転動部材の耐面圧強度をより高める手段としてSiと同様に α Fe相を安定化させ、かつ浸炭浸窒処理によって表面から拡散浸透する窒素と強力に結合して、AlN窒化物を形成するAlを0.1～1.5重量%の範囲内において添加した鋼材を用いることによって、浸炭浸窒および/または浸窒処理によって表面層中に平均粒径が0.5 μ m以下のAlNを約6体積%を上限にして分散析出させることによって極めて優れた特性を得た。なお、AlNの分散析出深さは歯車モジュールの0.05倍mm以上に調整することによって、優れた耐面圧強度を得た。

【0018】さらに、歯車の耐面圧強度と歯元の強度を高めるために、従来の歯車設計基準にほぼ従って本発明では浸炭および又は浸炭浸窒法を適用し、少なくとも炭素の拡散浸透深さが歯車モジュールの0.15倍mm以上になるように熱処理することによって確保した。

【0019】なお、上述の拡散浸透させる炭素の量は、表面炭素濃度で0.6重量%以上であることが好ましく、かつ表面層において炭化物(セメンタイト等)が析出する場合には、炭化物の平均粒径を3 μ m以下であるように調整し、表面炭素濃度は2.0重量%であることが好ましい。また、Crを高濃度に添加してCr7C3炭化物を35体積%分散させる場合には表面炭素濃度の上限は約4.5重量%となる。

【0020】さらに、本発明合金は従来の肌焼き鋼に比べて、炭素活量をほぼ1の状態で浸炭する浸炭期においても粗大なセメンタイトが析出せず、高い炭素ポテンシャルで安定して高濃度な浸炭ができるように改善されている。したがって、微細なセメンタイトを分散析出させる方法としては浸炭および/または浸炭浸窒後に一旦A1温度以下あるいは室温近傍に冷却した後に再加熱途中においてセメンタイトを分散析出させ、焼入れのための再加熱温度においてセメンタイトが未固溶で残存する状態から焼き入れることが好ましい。

【0021】浸炭、浸炭浸窒などの熱処理後に焼き入れた状態での表面硬化層より内部での鋼組織は α 相とパーライト、マルテンサイト、ベイナイトの1種以上とからなる組織となるが、 α 相が前述のように25体積%以上となるので素地強度の観点からは α 相の強度を高めておくことが好ましい。本発明では、Si、Alなどの α F

10

20

30

40

50

(5)

特開平11-222627

7

e相の固溶強化によって改善しているが、さらに強化する観点からは前述のマルテンサイトおよび/またはベイナイト量を増やしておくことが好ましいので、Cr, Mn, Ni, Moなどの焼入れ性を高める合金元素を、適量添加することによって改善した。

【0022】Crは α Fe相を安定化する元素であり、上述の $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域を拡大する元素であり、またセメンタイトの黒鉛化を顕著に防止する作用があるとともに焼入れ性をも向上させるため広い組成範囲で添加することが可能であるが、下限の添加量としては、高濃度に添加されるSi, Alによるセメンタイトの黒鉛化を防止するために0.3重量%以上が好ましく、上限の添加量としては塑性加工時の変形抵抗の増大とコスト的な観点から15重量%以下が好ましい。

【0023】Mn, Niは γ Fe相安定化元素であり、 $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域を縮小する元素であるが、焼入れ性を高める観点から2重量%以下の範囲で添加されることが好ましい。

【0024】MoはCrとほぼ同様の作用を示す合金元素であるが、特に焼入れ性の向上と焼戻し軟化抵抗性の向上に作用するが、コスト的な観点からは1重量%以下の範囲内で添加されることが好ましい。

【0025】Bは上記の相平衡に対してほとんど影響しないが、焼入れ性の向上という観点からは従来のボロン処理程度に添加されることが好ましい。

【0026】VはSiと同様に α Fe相安定化元素であり、 $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域を拡大する元素であるとともに、浸炭および/または浸炭浸窒時においては拡散浸透する炭素や窒素と強力に結合して微細な特殊炭化物や窒化物および炭窒化物を分散析出させる作用を示すことから、2重量%以下に抑えて添加されることが好ましい。

【0027】さらに、Zr, Ti, Nbは浸炭、浸炭浸窒時の炭素や窒素の拡散浸透によって歯車表面層部がオーステナイト化する際の結晶粒の成長を抑制させることから、従来の添加量範囲で添加されることが好ましい。

【0028】Ca, S, Pbは通常において切削性の改善を主目的に添加することが多い。このような目的のためには通常の範囲で添加して使用することが好ましい。

【0029】なお、前述のように浸炭、浸炭浸窒および浸窒によってC, Nを拡散浸透させた後に焼き入れ硬化させた表面層には多くの残留オーステナイトが形成されるが、この残留オーステナイトの生成量はC, N濃度や合金元素濃度によって制御されているが、従来の公開技術にもあるようにショットピーニングやサブゼロ処理などによっても制御できる。またその際には表面層部には大きな圧縮残留応力が発生して、特に歯車では歯元の曲げ強度の改善に寄与することが知られており、本発明においてもショットピーニングが適用できるものである。

【0030】また、前述のように浸炭、浸炭浸窒および

8

浸窒によって微細な析出物を分散させた表面層に再加熱・焼入れ処理を施すことによって、表面層の旧オーステナイト結晶粒をASTM9番以上に顕著に微細化するのは強度的には非常に好ましい。

【0031】さらに、上述のように結晶粒が顕著に微細化され、かつ平均粒径0.5 μ m以下のAlNなどの微細析出物を高密度に分散させることによって、焼入れ後のレンズ状マルテンサイト葉や転動中に残留オーステナイトから生成されるマルテンサイト葉の直線性を顕著に不規則化して、平均で1 μ m以下の葉幅に微細化して、たとえば疲労クラックの粒内伝播を遅らせ、かつマルテンサイト葉に集中する応力をきわめて効率的に分散させることができるので非常に好ましい。

【0032】本発明によれば、基本的成分であるSi, AlとCの調整によって広い温度範囲において α Fe相および $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域を安定的に存在させ、鍛造時の変形抵抗を下げることによって、鍛造成形性を改善した結果、鍛造後の素材ブランクの寸法精度を高めるとともに、ほぼニアネットシェイプな歯車を成形することができる。

【0033】さらに、この素材に浸炭、浸炭浸窒を施し、Al, Crを主体とする微細な窒化物を分散させた後に、焼入れ処理した歯車の面圧強度は従来の肌焼き鋼に浸炭焼き入れした歯車の面圧強度の1.4倍以上に強化された。

【0034】また、歯車の浸炭浸窒・焼入れ後の熱処理歪み量を従来の肌焼き鋼に浸炭・焼き入れした歯車の歪み量と比べ、表面層内部組織の多くが α Fe相からなることによって顕著に改善されていることが明らかとなった。

【0035】また、1100℃における高温での真空浸炭を従来の肌焼き鋼と比較して実施し、その結果炭素活量がほぼ1の状態に常に浸炭させ、実質的な拡散期を持たせない条件においても表面層に粗大なセメンタイトが析出せずに、表面炭素濃度が高濃度で、安定した炭素濃度分布が得られ、浸炭時間の顕著な短縮化が図れることがわかった。特にこの場合には、浸炭後にガス冷却を施して一旦室温近傍に冷却した後に再加熱によってセメンタイトを微細に分散析出させて焼き入れ使用することによって浸炭時間の短縮化が顕著に図れるので、熱処理コストの大きな低減につながることがわかった。

【0036】

【実施例】次に、本発明による転動部材とその製造方法の具体的な実施例について、図面を参照しつつ説明する。

【0037】1) 鋼材準備

本発明に用いる供試鋼を設計するにあたって、前述の $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域を安定に存在させるための条件を検討した。その結果を図1～10に示した。各図中には $(\alpha + \gamma)$ Fe相二相領域の α 相側組成を $\alpha/$

10

20

30

40

50

(6)

特開平11-222627

9

10

($\alpha + \gamma$) と表示し、 γ 相側を $\gamma / (\alpha + \gamma)$ と表示した。また、 $\gamma / (\gamma + \theta)$ はセメントイトと平衡する γ 相の組成を示している。

【0038】図1、図2は基本となるFe-Si-C、Fe-Al-C3元系の各縦断面の状態図を示したものであり、ほぼ2重量%以上のSi添加または0.7重量%以上のAl添加によって、($\alpha + \gamma$) Fe相二相領域がより炭素濃度(重量%)の広い範囲で、かつ800℃以上の温度域において安定に存在することがわかり、かつこれらの温度域においては α 相の存在による塑性加工時の変形抵抗の顕著な低下が起り、優れた塑性加工性が確保できることがわかる。

【0039】なお、Fe-Si2元系合金において5重量%以上のSiが添加されると急激に脆化するために、本発明ではSiの添加量を4.5重量%を上限とした。AlについてもSiとほぼ同じ作用があるが、製鋼上のAlの大量添加は介在物の巻き込みや発生の観点から現実的でないので、本発明ではSi+Alの総量が4.5重量%を越えないようにした。また、前述したように、歯車の浸炭浸窒でAlNを分散析出させ、耐面圧強度を高めるための量的な観点からAl添加量を0.1~1.5重量%の範囲に限定した。なお、この際の炭素添加量は図1中のA点を基準に0.35重量%以下とした。塑性加工性を考慮する場合には塑性変形時の α 相の体積%が25%以上であることが好ましいので、炭素量は0.25重量%がより好ましいが、後述するようにMo、Cr、V等の合金元素を複合添加することによって($\alpha + \gamma$) Fe相二相領域がより高炭素濃度側にまで拡大することを勘案してCは0.35重量%以下とした。また、Si添加量の下限値は、例えば図3、4、5、6に示し*30

*たようにCr、Vの添加によって($\alpha + \gamma$) Fe相二相領域が拡大され、Siの代替効果を持つことおよびAlの複合添加によって、Si添加量は軽減されるが、コスト的な観点から安価なSiをできるだけ効率的に利用することが好ましい。

【0040】また、Cr、VはFeとの金属間化合物を作らず、かつSiと違って炭素、窒素との結合力が強く、図5に示したように($\alpha + \gamma$) Fe相二相領域を効果的に拡大、安定化させる元素であり、特にCrは熱間の塑性変形抵抗を高めない元素であることから、添加量の上限値はコストの観点から15重量%まで添加することが効果的と考えられる。また、Vは2重量%の効果がほぼCrの15重量%効果に近いことおよびコスト的な観点からも、その上限添加量は2重量%であることが好ましい。

【0041】図7は、($\alpha + \gamma$) Fe相二相領域の拡大作用に対するMoとVの影響を示したものであり、明らかにMoはV等に較べて作用が小さい。従って、Moは前述の浸炭、浸炭浸窒、浸窒などの後の焼き入れ性を確保する目的とコスト的な観点から、上限添加量を1.0重量%とすることが好ましい。

【0042】図8、9、10はMn、Ni、Cuの影響を示したものであるが、これらの元素は($\alpha + \gamma$) Fe相二相領域を縮小させるため、多量の添加は避ける必要があるが、Mn、Ni、Cuそれぞれの元素の総量が3重量%以下であることが好ましい。

【0043】以上の設計条件のもとに用いた供試鋼と比較材との成分を表1にまとめて示した。

【0044】

【表1】

No	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	V
1	0.13	3.42	0.51	0.32	0.25	0.21	
2	0.25	4.51	1.22	0.55	0.15	0.47	
3	0.14	3.01	1.15	1.51	0.16	1.03	
4	0.21	3.21	0.71	12.1		0.11	0.41
5	0.12	2.03	0.48	0.71	0.16	0.51	0.83
比較材	0.15	0.21	0.68	1.02	0.16	0.03	

【0045】2) 鍛造試験

鍛造試験で対象とする歯車は、図11に示されているように、後述の動力循環式歯車試験機(以後FZGと呼ぶ)に供する歯車(図13(a))が取り出せるように、歯先部分に大きなR部(R=1.25mm)を設けるようにした。鍛造用には500トン油圧プレスを用い、鍛造前素材は図12の①に示される円柱材として、黒鉛潤滑剤を薄く塗布し、1000℃に高周波加熱した後、図12のようにすえ込みながら歯出しを行った。なお、試験材としては表1のNo.3鋼材を中心に実施

した。鍛造後の歯車精度は歯先径を中央部と中央部から±20mm位置で測定して評価した。結果を表2に示したが、SCM418の比較材との例において明らかなように、極めて優れた成形性を示し、歯先部への充填不良などが全く無く、成形圧力も比較材の5割程度で済むなどの効果が認められた。なお、No.1材の1100℃で1時間加熱した後に焼き入れた金属組織を図14に示したが、結晶粒は微細な状態にあることが確認される。

【0046】

【表2】

(7)

特開平11-222627

11

12

鍛造テスト結果(歯先外径寸法 $n=20$ での平均結果)

	上		中央		下	
	平均値	3 σ	平均値	3 σ	平均値	3 σ
No. 3	86.15	0.055	86.17	0.045	86.16	0.052
比較材	84.92	0.218	85.93	0.132	85.08	0.178

【0047】3) 熱処理

この歯車素材は、図13(a)の形状に機械加工を追加して、浸炭、浸炭浸室熱処理テストを実施した。

【0048】(1) 浸炭、浸炭浸室テスト1

RXガス浸炭炉を用いて図15に示される熱処理を施した後に、歯車の歯形歪みを調査して、熱処理歪みを調査した。結果を表3に示したが、比較材に較べて明らかに低歪み処理化されていることがわかった。

【0049】

【表3】

熱処理歪み結果

No	歯形歪み量(μm)
1	7.7 (3 $\sigma=1.45$)
2	6.4 (3 $\sigma=1.38$)
比較材	18.2 (3 $\sigma=3.1$)

【0050】なお、850℃での浸炭浸室処理は、歯車表面相にAl, Cr, Vの窒化物および炭窒化物を微細に析出させるためのものである。また、930℃での浸炭期においては、表1に記載のCrを高濃度に含有するNo. 4材においては平均粒径が約0.2ミクロンの微細なCr7C3型のCr炭化物が微細に析出することを確認した。ただし、図15の熱処理パターンでは930℃から850℃への炉内冷却中に粒界に板状の炭化物が顕著に析出するため、浸炭後に一旦急冷して板状炭化物の析出を防止することが必要である。同様のことはVを高濃度に含有するNo. 5材についても適用することが好ましい。

【0051】なお、浸室による窒化物の分散析出を迅速に実施する目的で浸室温度を950℃、1000℃で追加して確認した結果、1000℃においては最表面相に窒素ガスによると考えられるボイドの発生が確認されたので、アンモニア分解ガスを使った窒素拡散浸透処理は1000℃未満の温度で実施され、950℃以下の温度で実施することがより好ましいことが分かった。

【0052】図16はNo. 3材の表面層の金属組織を示したものであるが、析出するAlNによって針状マルテンサイト葉が微細で、かつイレギュラーになっており、また残留オーステナイトの高濃度に生成されていることがわかる。なお、この時の残留オーステナイト量はX線法によって約49体積%であることがわかってい

(b)に示したが、表面層の残留オーステナイトからさらに生成されるマルテンサイト葉が平均粒径0.2 μm 以下の高密度に分散析出したAlNによって、顕著に微細化されていることがわかる。

【0053】なお、後述のローラピッチングテスト後においても残留オーステナイトは20~30体積%以上に残留しており、比較材の残留オーステナイト量が50~60体積%から転動後には5~7体積%程度に減少していることから、AlNなどの微細な析出物によって残留オーステナイトが顕著に安定化され、このことが面圧強度の向上に対しても大きな役割を持つことがわかる。

【0054】(2) 浸炭、浸炭浸室テスト2

真空浸炭炉を用いて図18に示した浸炭処理後にガス冷却を実施して、さらに850℃での浸室処理を行った。これは高Cr, 高Vを含有する鋼材に対して、前述の理由から不可欠の処理と考えたからである。なお、真空浸炭時の炭素活量はほぼ1の状態、炭素ポテンシャルにすると約1.7重量%の条件で浸炭されており、従来の浸炭サイクルで実施される拡散期を実質的に設定しないで浸炭期のみの浸炭を行っている。

【0055】図19には真空浸炭後の表面炭素濃度分布を示した。比較材では粗大セメンタイトの析出による顕著な炭素の濃化が認められるのに対して、本発明のNo. 1, No. 3材では粗大セメンタイトの析出が防止されていることがわかる。また、No. 5材ではVの添加によってNo. 1, No. 3材よりわずかに炭素の濃化が確認され、さらに、No. 4材ではCr7C3炭化物による顕著な炭素の濃化が確認できる。図20はNo. 4材の浸炭冷却後における最表面層近傍の金属組織を示したものであるが、前述のように非常に微細なCr炭化物が均一にかつ高密度に分散析出しているが、粗大なセメンタイトの析出が防止されていることがわかる。

【0056】本実施例のように、従来の浸炭温度930℃での浸炭期の炭素ポテンシャル1.2重量%以上で、炭素活量ほぼ1となるような条件においても前述の粗大セメンタイトの析出を防止できる鋼を用いることによって、実質的な拡散期を設けずに迅速に浸炭させた後に、一旦冷却してから再加熱焼き入れもしくは浸炭浸室一焼き入れして微細な炭化物、窒化物、炭窒化物を析出させて面圧強度を高める方法は浸炭コストの大幅な低減につながり、かつ後述のように面圧強度を高める手段として有効であることがわかる。

【0057】また、SiとAlの添加量を1.5重量%以上に設定することによって4重量%未満のCrの添

10

20

30

40

50

(8)

特開平11-222627

13

加によって浸炭時に析出する粗大セメンタイトを完全に防止するとともに、かつCr添加量が4重量%以上においてはセメンタイトが析出せずに微細なCr炭化物(Cr₇C₃型)が析出するように設計しているNo. 4材のような場合には、転動強度だけでなく、耐摩耗性の改善という点からも好ましい。

【0058】なお、浸炭によって析出分散するCr₇C₃炭化物とオーステナイト間のV元素の分配係数を実測した結果、Vはオーステナイト母相中のV濃度で約15重量%の濃度でCr₇C₃に顕著に濃縮することがわかった。従って、本発明のCrの上限值15重量%を添加して、浸炭によって析出するCr₇C₃をより微細化させて表面層に優れた耐面圧特性を付与するときに、効率的に添加すべきV添加量の最大値は近似的に、

- ①約35体積%のCr₇C₃が析出すること、
- ②Vの分配係数が15であり、これからオーステナイト母相中でのV濃度が求まること、
- ③さらに、Cr₇C₃炭化物と平衡するオーステナイトの炭素濃度が約1重量%と近似でき、VCの固溶度積からオーステナイトに固溶し得る最大V濃度が約0.35重量%と求まるので、鋼中の合金元素としては約1.8重量%の添加ができ、それ以上のVはVCとして更に析出することになる。なお、前述の(α+γ)Fe相二相領域の拡大に対する好ましいV添加量とも良く符合するので本発明でのVの上限添加量を2重量%以下とした。

【0059】4) 面圧強度評価結果

(1) ローラピッチングテスト

図21に示した小ローラに供試鋼を加工した後に、No. 1, 2, 3および比較材は前述の図15の熱処理を施し、さらに、No. 4, 5材は図18の熱処理を施して面圧試験に供した。また、ローラピッチングテスト用の大ローラにはSUJ2を焼き入れ焼き戻し、硬度をHRC64に調整したものを使用した。

【0060】テスト条件は回転数1050rpm、滑り率40%、面圧を250~375kg/mm²の範囲において適時調整して行った。なお潤滑油にはEO30を使い、油温度は80℃に調整して行った。ピッチング発生の判定は小ローラにピッチが1個発生するまでの回転数で評価した。

【0061】以上の条件で実施した結果を図22に示した。なお、図中の☆と▼印はNo. 3とNo. 4の小ローラ表面を約100μm除去した小ローラを用いて実施した結果であり、No. 3では著しい耐面圧強度が劣化していることがわかった。

【0062】以上のことから、まずNo. 1, 2, 3, 5と比較材の結果を比較すると、ほぼ1重量%AlまではAlの添加量とともに耐面圧強度が改善され、この原因が微細なAlNの析出効果にあることが分かった。また、No. 4の高Cr材ではAlNの添加よりも約20体積% Crの特殊炭化物が微細に分散析出したことに

14

よる効果が顕著に発揮されていることが分かった。

【0063】(2) 動力循環式歯車試験

動力循環式歯車試験機(FZG)を用いてNo. 3材、比較材の面圧、歯元強度を評価した。またFZG試験での相手歯車は同一材料で同一の熱処理を施した図13

(b)のものを使用した。なお、FZG試験条件は回転数2000rpmで歯車面圧が200~300kg/mm²で適時調整して実施した。ピッチング発生条件はそのピッチングによって振動が検知できる歯車噛み合い数としたが、実際にはピッチング発生時には歯車内には2個以上のピッチングが観察された。なお、使用した潤滑油はEO30であり、油温度は80℃に調整して使用した。

【0064】上述のピッチング発生の前後において、歯車が歯元から折損することなく、実質的な歯元強度に問題がないことが分かった。

【0065】No. 3材、比較材の面圧強度結果を図23に示したが、Al添加による耐面圧強度の向上が極めて顕著に確認され、上述のローラピッチングテストの結果と良く符合していることが分かった。

【0066】本発明によれば、塑性加工性の優れた歯車素材を容易に得ることでき、後の機械加工の省力化に大きく寄与するとともに、AlNおよびCr炭化物などの微細な分散とマルテンサイトの微細化によって極めて面圧強度に優れた歯車部材やその他多くの転動部材を提供することができた。さらに、実質的にはSi+Alの添加によって炭素活量がほぼ1の高炭素ポテンシャル条件においても、粗大セメンタイトが析出することを防止して、極めて迅速な浸炭を可能にして、歯車部材や他の多くの転動部材の熱処理コストの低減が可能となった。

【図面の簡単な説明】

【図1】図1は、Fe-Si-C3元系縦断面状態図である。

【図2】図2は、Fe-Al-C3元系縦断面状態図である。

【図3】図3は、Fe-Cr-C3元系縦断面状態図である。

【図4】図4は、Fe-2wt%Si-Cr-C4元系縦断面状態図である。

【図5】図5は、Fe-3wt%Si-C-Cr, -V4元系縦断面状態図である。

【図6】図6は、Fe-4.5wt%Si-Cr-C4元系縦断面状態図である。

【図7】図7は、Fe-4.5wt%Si-C-Mo, -V4元系縦断面状態図である。

【図8】図8は、Fe-4.5wt%Si-Mn-C4元系縦断面状態図である。

【図9】図9は、Fe-4.5wt%Si-Ni-C4元系縦断面状態図である。

【図10】図10は、Fe-4.5wt%Si-Cu-

50

15

C 4 元系縦断面状態図である。

【図 11】図 11 は、鍛造用歯車の概略図である。

【図 12】図 12 は、歯車用鍛造前素材と鍛造方法説明図である。

【図 13】図 13 は、動力循環式歯車試験用歯車を示す図である。

【図 14】図 14 は、1100℃、1 時間加熱後の N o. 1 材の結晶粒の金属組織を示す図である。

【図 15】図 15 は、浸炭、浸炭浸窒テスト 1 の熱処理パターンである。

【図 16】図 16 は、図 15 の熱処理を施した N o. 3 材の表面金属組織を示す図である。

【図 17】図 17 (a), (b) は、それぞれ図 15 の熱処理を施した N o. 3 材のローラピッチングテスト途*

(9)

特開平 11-222627

16

* 中での表面および 0.4 mm 位置での金属組織を示す図である。

【図 18】図 18 は、浸炭、浸炭浸窒テスト 2 の熱処理パターンである。

【図 19】図 19 は、真空浸炭後の N o. 1, 3, 4 および比較材の表面層における炭素濃度分布である。

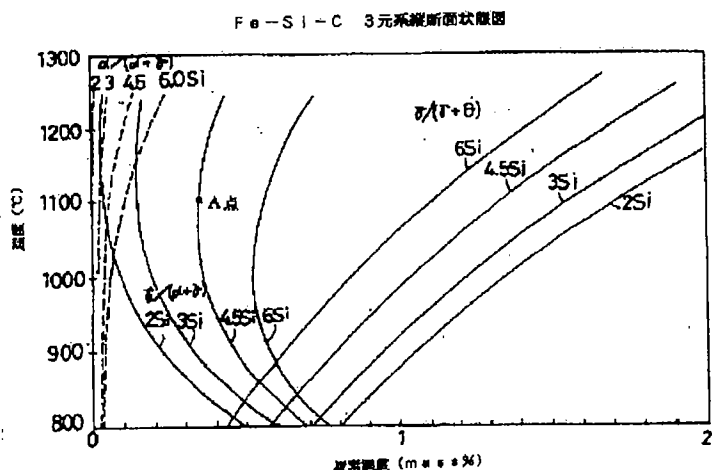
【図 20】図 20 は、図 18 の 1050℃ 浸炭後の N o. 4 材の表面金属組織を示す図である。

【図 21】図 21 は、ローラピッチングテスト用試験テストピースを示す図である。

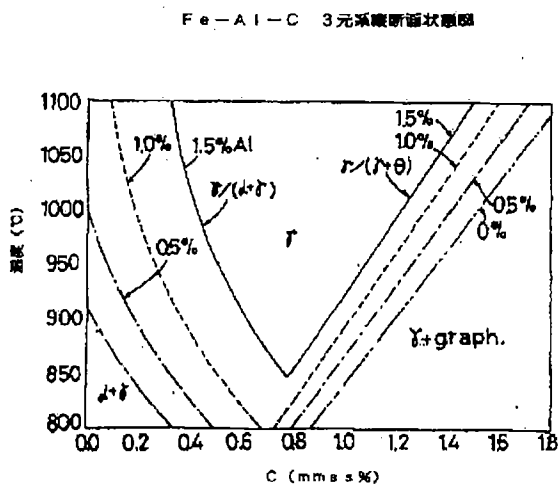
【図 22】図 22 は、ローラピッチングテスト結果を示す図である。

【図 23】図 23 は、動力循環式歯車試験結果を示す図である。

【図 1】

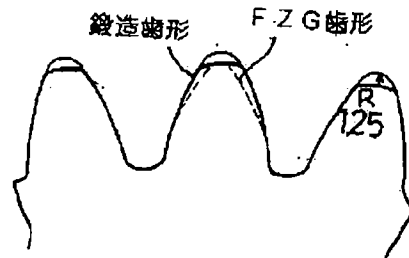


【図 2】



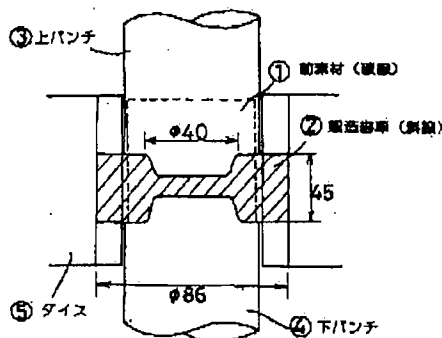
【図 11】

鍛造歯車の概略図



【図 12】

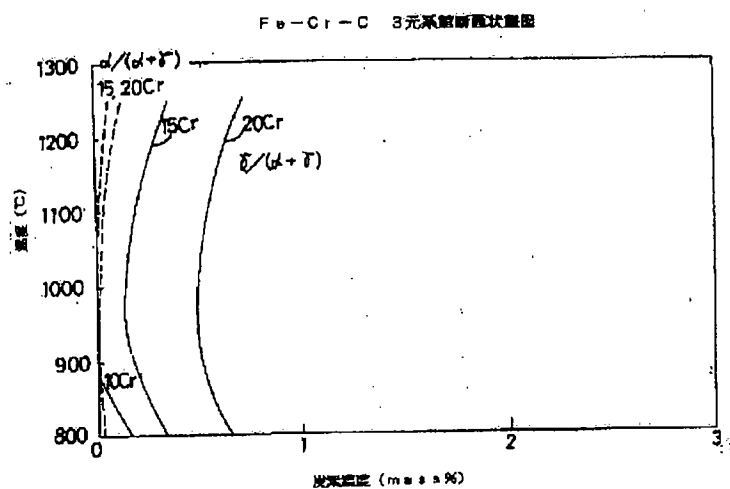
歯車用鍛造前素材と鍛造方法説明図



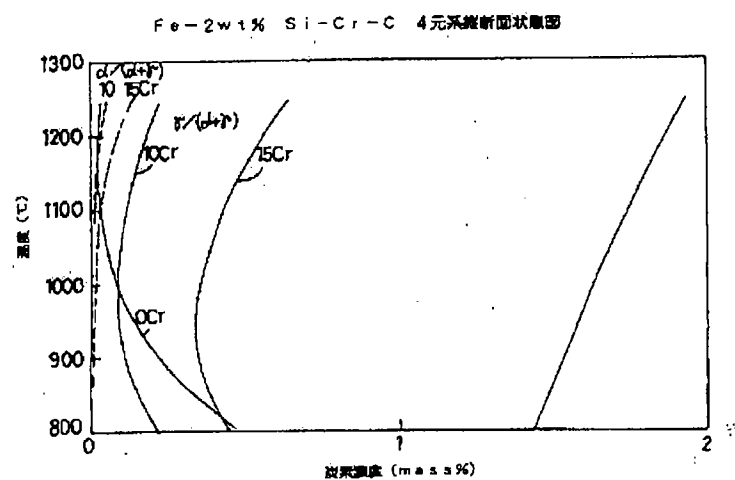
(10)

特開平11-222627

【図3】



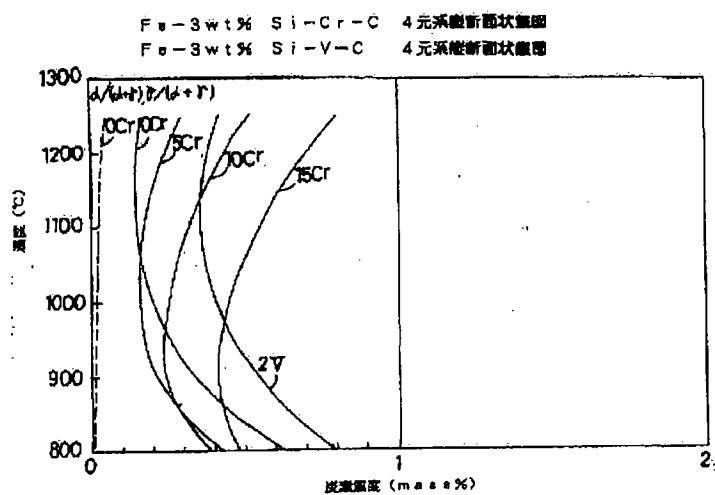
【図4】



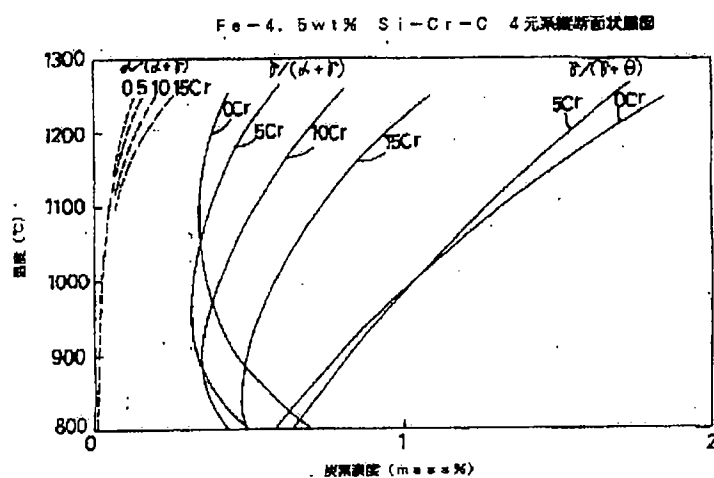
(11)

特開平11-222627

【図5】



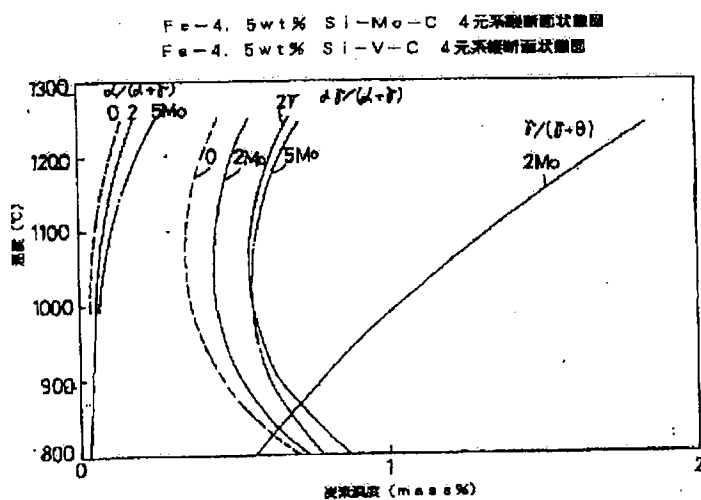
【図6】



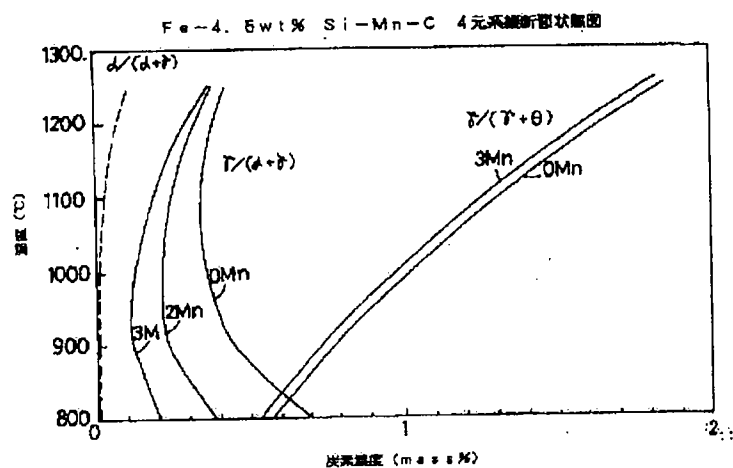
(12)

特開平11-222627

【図7】



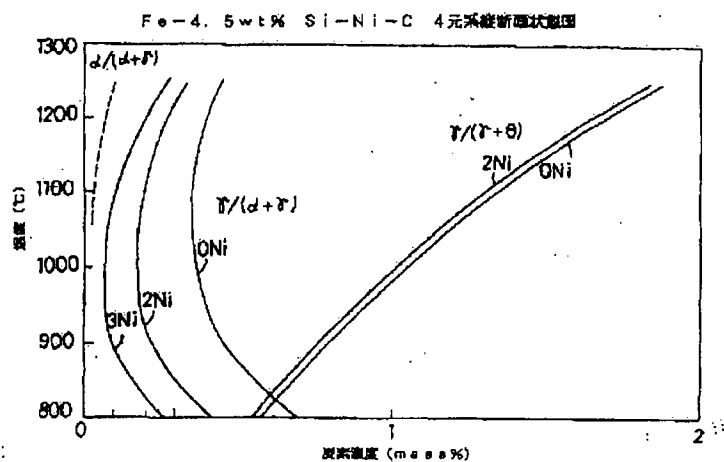
【図8】



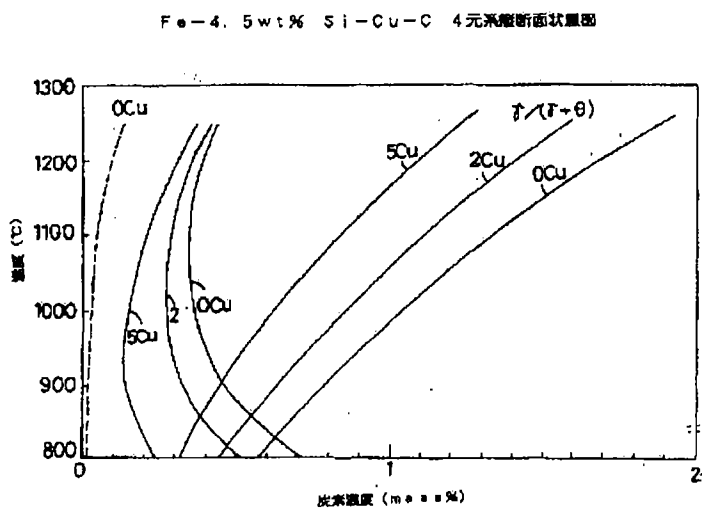
(13)

特開平11-222627

【図9】

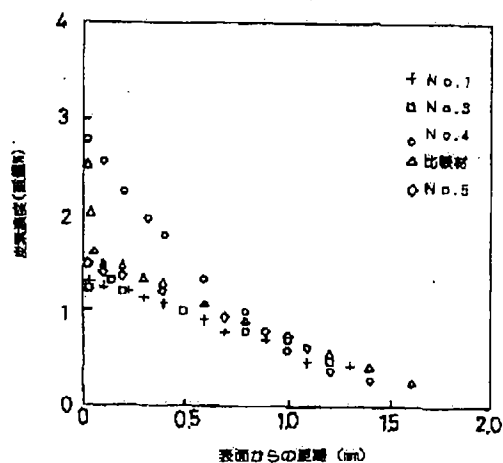


【図10】



【図19】

真空浸炭(1050°C×2h)後の炭素濃度分布

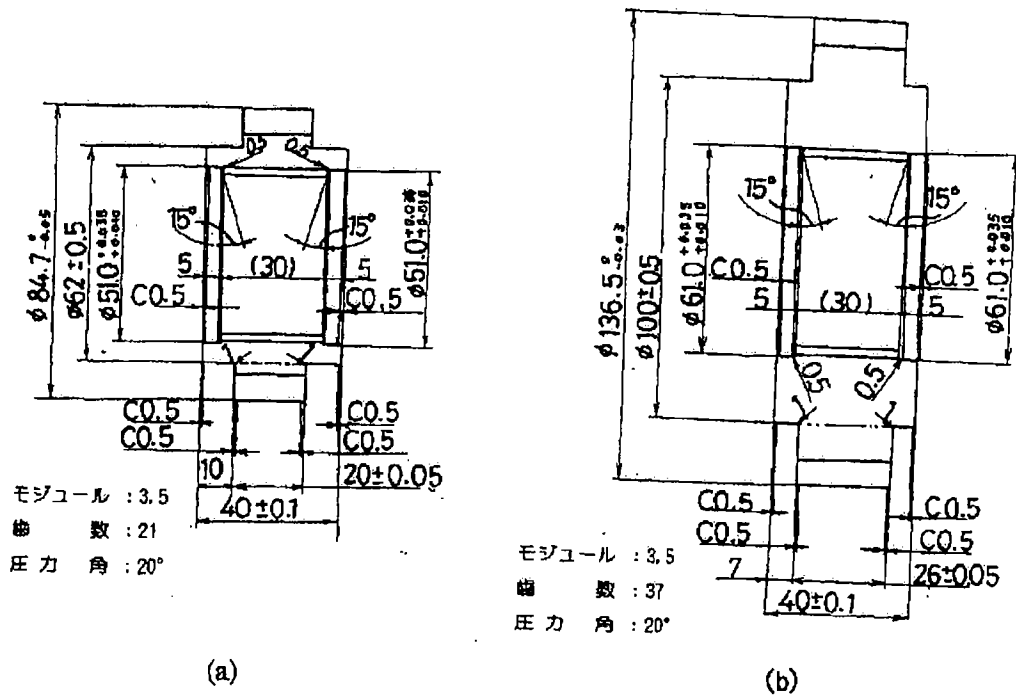


(14)

特開平11-222627

【図13】

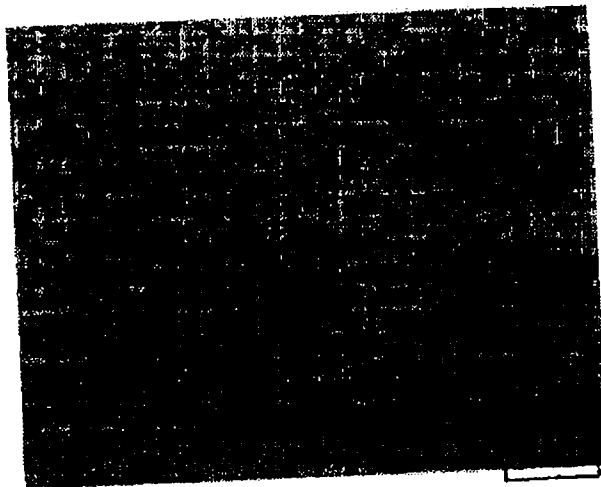
動力循環式歯車試験用歯車



【図14】

図面代用写真

1100℃, 1時間加熱後の No.1 材の結晶粒の金属組織
(白; α Fe 相, 黒; マルテンサイト (旧オーステナイト))

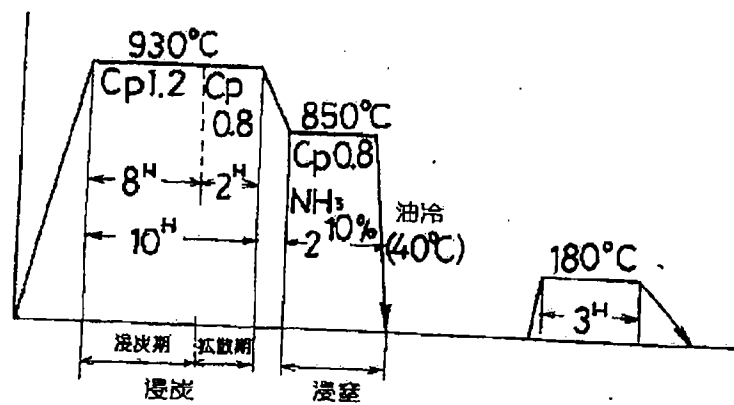
10 μ m

(15)

特開平11-222627

【図15】

浸炭、浸炭浸窒テスト1の熱処理パターン



【図16】

図面代用写真

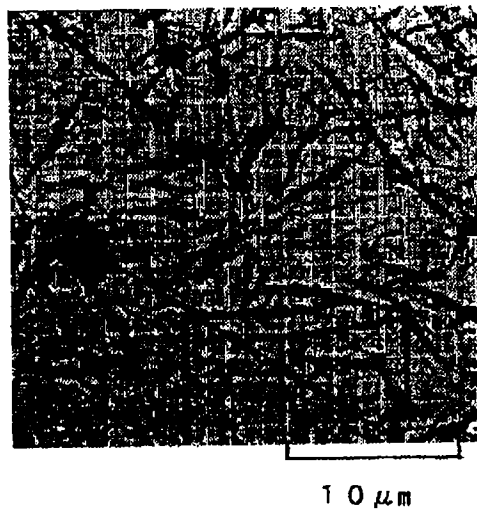


図15の850°C浸炭浸窒後のNo.3材の表面金属組織

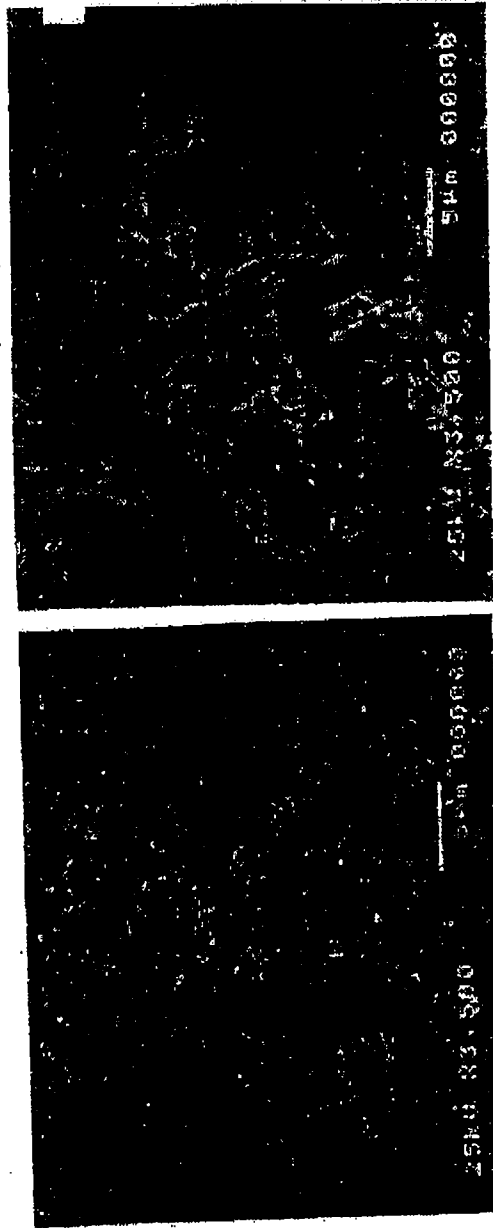
(16)

特開平11-222627

【図17】

図面代用写真

図15の850℃浸炭浸窒後のNo.3材ローラピッチングテストの表面金属組織



(a)表面から50μm

(b)表面から400μm

(a)分散析出したAINと残留オーステナイトから生成するマルテンサイト葉が微細化されている。

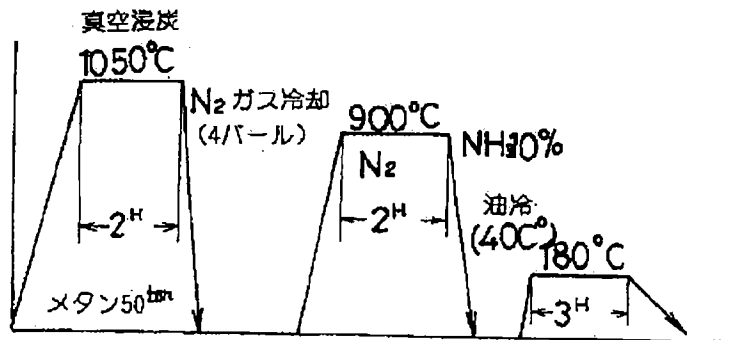
(b)AINの分散析出し部位ではマルテンサイト葉が粗大である。

(17)

特開平11-222627

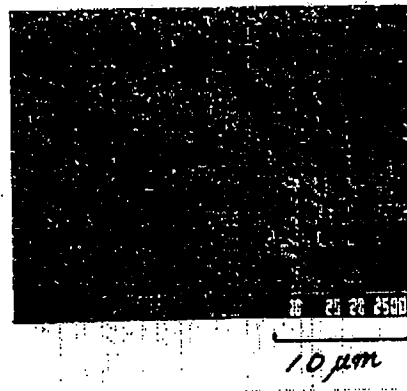
【図18】

浸炭、浸炭浸窒テスト2の熱処理パターン



【図20】

図面代用写真



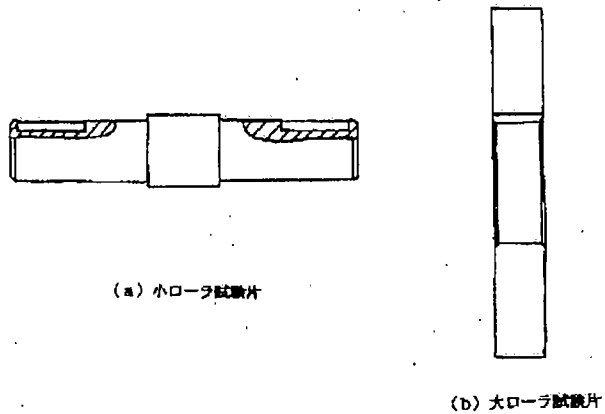
No. 4の真空浸炭(1050°C)後の表面層の金属組織

(18)

特開平11-222627

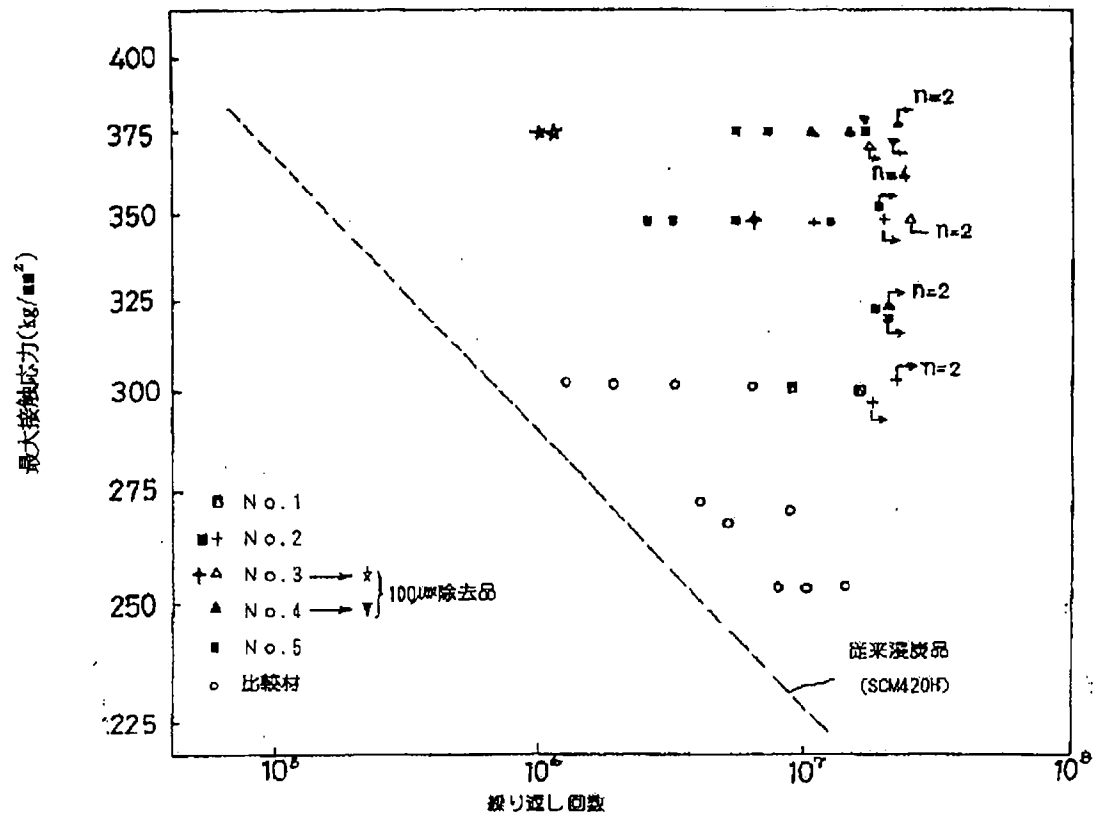
【図21】

ローラピッチング試験用試験片



【図22】

ローラピッチングテスト結果

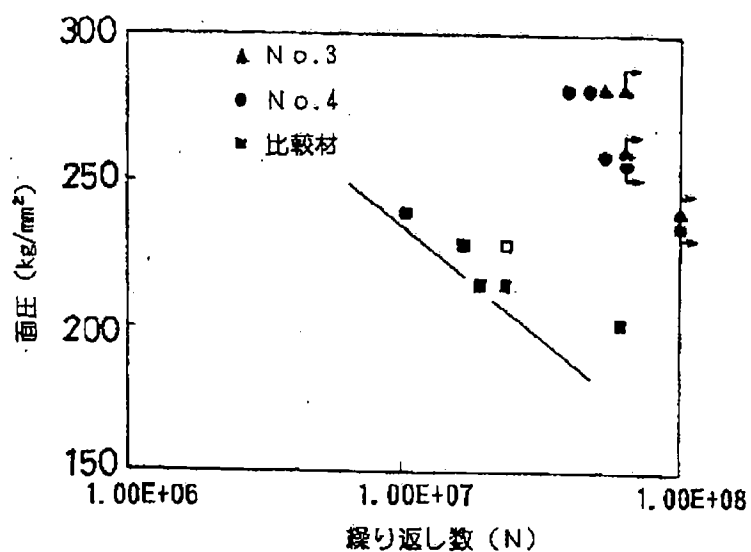


(19)

特開平11-222627

【図23】

F Z G 歯車試験結果



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁶C 2 2 C 38/06
38/54

識別記号

F I

C 2 2 C 38/06
38/54